

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-271857

(43)Date of publication of application : 19.10.1993

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/16

(21)Application number : 04-098859 ✓

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 25.03.1992

(72)Inventor : MIZUI NAOMITSU  
FUKAGAWA TOMOKI

## (54) HIGH TENSILE STRENGTH STEEL SHEET AND ITS PRODUCTION

## (57)Abstract:

PURPOSE: To provide a high tensile strength steel sheet excellent in workability, corrosion resistance, and surface treatability.

CONSTITUTION: The steel sheet has a composition which contains 0.05-0.3% C, &le;2% Si, 0.05-4.0% Mn, &le;0.1% P, &le;0.1% S, 0.1-2% Cu in the range not lower than Si(%)/5, 0.1-2% Al, &le;0.01% N, and Ni by the amount not lower than Cu(%)/3 (Ni is not needed when Cu is =0.5%) and satisfies [Si(%)+Al(%)&ge;0.5] and [Mn(%)+Ni(%)&ge;0.5]. Further, this steel sheet has a structure containing retained austenite by &ge;5% by volume ratio. This steel sheet can be produced by subjecting a slab of a steel with the above composition to hot rolling, to coiling at 300-720° C, to descaling treatment, and to cold rolling at 30-80% draft and then subjecting the resulting steel sheet to heating up to a temp. in the region between the Ac1 transformation point and the Ac3 transformation point in the subsequent continuous annealing or continuous hot-dip galvanizing stage and to holding, in the course of cooling, at a temp. in the range between 550 and 350° C for &ge;30sec or to slow cooling through the temp. region at &le;100° C/min cooling rate.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 25.03.1997

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 2962038

[Date of registration] 06.08.1999

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

第2962038号

(45) 発行日 平成11年(1999)10月12日

(24) 登録日 平成11年(1999) 8 月 6 日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	P I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
			3 0 1 T
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A
9/46		9/46	F
			J
請求項の数 4 (全 9 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平4-98859 ✓  
(22) 出願日 平成4年(1992) 3 月 25 日  
(65) 公開番号 特開平5-271857  
(43) 公開日 平成5年(1993)10月19日  
審査請求日 平成9年(1997) 3 月 25 日

(73) 特許権者 000002118  
住友金属工業株式会社  
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
(72) 発明者 水井 直光  
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
住友金属工業株式会社内  
(72) 発明者 深川 智雄  
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
住友金属工業株式会社内  
(74) 代理人 弁理士 今井 毅  
審査官 小柳 健悟

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高張力薄鋼板とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C, Si, Mn, P, S, Cu, Al及びNの含有量が重量割合にて

C: 0.05~ 0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.5~ 4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1~ 2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超~ 2.0%, N: 0.01%以下

で、しかも

$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.5$

を満足すると共に残部がFe及び不可避免的不純物から成る成分組成であって、しかも体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有して成ることを特徴とする、延性、耐食性及び表面処理性の優れた高張力薄鋼板。

【請求項2】 C, Si, Mn, P, S, Cu, Ni, Al及びNの含有量が重量割合にて

C: 0.05~ 0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.05~ 4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1~ 2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超~ 2.0%, N: 0.01%以下, Ni: Cu(%) / 3以上

で、しかも

$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.5$

$Mn(\%) + Ni(\%) \geq 0.5$

を満足すると共に残部がFe及び不可避免的不純物から成る成分組成であって、しかも体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有して成ることを特徴とする、延性、耐食性及び表面処理性の優れた高張力薄鋼

板。

【請求項3】 C、Si、Mn、P、S、Cu、Al及びNの含有量が重量割合にて

C: 0.05～0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.5～4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1～2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超～2.0%, N: 0.01%以下

で、しかも

$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.5$

を満足すると共に残部がFe及び不可避免的不純物から成る成分組成の鋼片を熱間圧延後300～720℃で巻取り、次いで脱スケール処理後に圧下率: 30～80%で冷間圧延してから、その後の連続焼鈍又は連続溶融亜鉛めっき工程においてAc<sub>1</sub>変態点以上Ac<sub>3</sub>変態点以下の温度域に加熱し、かつその冷却の途中で550～350℃の温度域に30秒以上保持するか該温度域を100℃/min以下の冷却速度で徐冷することを特徴とする、体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含む延性及、耐食性及び表面処理性の優れた高張力薄鋼板の製造方法。

【請求項4】 C、Si、Mn、P、S、Cu、Ni、Al及びNの含有量が重量割合にて

C: 0.05～0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.05～4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1～2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超～2.0%, N: 0.01%以下, Ni: Cu(%) / 3以上

で、しかも

$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.5$ ,

$Mn(\%) + Ni(\%) \geq 0.5$

を満足すると共に残部がFe及び不可避免的不純物から成る成分組成の鋼片を熱間圧延後300～720℃で巻取り、次いで脱スケール処理後に圧下率: 30～80%で冷間圧延してから、その後の連続焼鈍又は連続溶融亜鉛めっき工程においてAc<sub>1</sub>変態点以上Ac<sub>3</sub>変態点以下の温度域に加熱し、かつその冷却の途中で550～350℃の温度域に30秒以上保持するか該温度域を100℃/min以下の冷却速度で徐冷することを特徴とする、体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含む延性及、耐食性及び表面処理性の優れた高張力薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】この発明は、プレス加工や伸びフランジ加工等により様々な形状に成形される構造部材として好適な、延性、耐食性及び表面処理性の優れた高張力薄鋼板並びにその製造方法に関する。

【0002】

【従来技術とその課題】近年、各種機械・装置類には高性能化と同時に軽量化が強く推進されており、これを受けて適用される鋼板の高強度化技術が数多く開発されて

きたが、一般に鋼板の高強度化は延性の劣化を伴うため、良好な加工性と高強度を兼ね備えた鋼板の製造は非常に困難であるとされていた。

【0003】ところが、最近、「SiとMnを複合添加した低炭素鋼板を2相域焼鈍の後350～550℃まで急冷し、その温度域で短時間保持するか階段状の冷却を行うかしてオーステナイトを一部ベイナイトに変態させ最終的に〔フェライト+ベイナイト+残留オーステナイト〕から成る組織としたものは、加工時の変形中に残留オーステナイトが歪誘起変態を起こして大きな伸びを示す」との現象が見出されて以来、この現象を利用して高延性高張力鋼板を製造しようとの試みもなされるようになった。

【0004】例えば、特開昭61-157625号公報には、0.4～1.8%のSi（以降、成分割合を表す%は重量%とする）と0.2～2.5%のMnのほか、必要により適量のP、Ni、Cu、Cr、Ti、Nb、V、及びMoの1種又は2種以上を含む鋼板を〔フェライト+オーステナイト〕2相域に加熱した後、冷却途中の500～350℃の温度域で30秒～30分間保持することで前記混合組織を実現し、高延性を示す高張力鋼板とする方法が開示されている。

【0005】また、特公昭62-35461号公報には、高延性を示す高張力鋼板の製造法として、0.7～2.0%のSiと0.5～2.0%のMnを含有する鋼板を焼鈍過程で〔フェライト+オーステナイト〕2相域に加熱した後、冷却過程の650～450℃間にて合計10～50秒の定温保持を行い、マルテンサイト或いはベイナイト中に体積率で10%以上のフェライトと残留オーステナイトを含む混合組織鋼板とする方法が開示されている。

【0006】しかし、実際には、上記のような混合組織を有する鋼板は引張試験において良好な延性を示したとしても一般にプレス加工時等の成形性については必ずしも良好とは言えず、加工用鋼板として十分に満足できるものではなかった。例えば、前記混合組織鋼板を加工すると、変形後期では大部分の残留オーステナイトが歪誘起変態して高炭素マルテンサイトに変化してしまっているため局所延性が極めて悪い状態となる。この現象は“穴抜け”のような伸びフランジ加工の場合に顕著に現れ、そのため該混合組織鋼板の穴抜け性は従来の低炭素鋼板のそれよりも劣った結果となる。これは、打ち抜きにより穴開け加工を行った際、歪誘起変態で生成した高炭素マルテンサイトが非常に硬質なためにクラックが生じ、このクラックがその後の穴抜け時に拡大・伝播するためであると考えられている。

【0007】また、既知の前記混合組織鋼板の製造技術では強度レベルを変化させるためには鋼中C濃度を変化させる必要があるが、鋼中C濃度を低下させると最終製品中の残留オーステナイトの体積率が低下することとなり、そのため“強度の比較的低い領域で残留オーステナ

イトを多量に含有し高延性を示す冷延鋼板”を製造することは困難であった。

【0008】更に、鋼板へのSi添加量が多量になると、熱延工程のスラブ加熱時に $\text{SiO}_2$ と $\text{FeO}$ が共晶反応を起こして低融点のスケールが不均一に生じ、酸洗後の熱延板の表面に凹凸が生じる。この凹凸は冷延により若干軽減されるが、それでも最終製品にまで残って外観劣化の原因となった。

【0009】その上、変態組織強化した鋼板の場合には、一般にその耐食性が固溶強化した鋼板に比べて劣るという問題もあった。この問題は、腐食電位の異なる複数の組織から成る複合組織鋼板では所謂“局部電池”が形成されやすく、これが腐食に結びつくことに起因して生じるものと考えられる。しかも、最近では、これら鋼板の表面処理性(めっき処理性等)に対しても厳しい要求がなされるようになってきた。

【0010】このようなことから、本発明が目的としたのは、延性を始めとした加工性に優れ、しかもC含有量の大きな変化なしに強度レベル調整が行えるところの、耐食性、外観、表面処理性の良好な高強度鋼板を安定提供できる手段を確立することであった。

【0011】

【課題を解決するための手段】そこで、本発明者は上記目的を達成すべく鋭意研究を重ねたところ、次のような知見を得ることができた。

(A) 0.15% C-1.5%Mnの組成を標準組成とした連続焼純鋼板のオーステナイト残留量に及ぼすSi及びAlの影響を調査した結果が次のことを示す。

a) 添加量が同等であれば、Si及びAlの何れを添加した鋼板においてもほぼ同体積率の残留オーステナイトが得られる。

b) Alを添加した鋼板の方が全伸びはSi添加鋼板よりも若干小さいものの、全伸びから均一伸びを差し引いた局部伸びは逆に大きく、穴抜け性に関しては良好な性能を有する。これは、Alを添加した鋼板では残留オーステナイトが安定なため高歪域に達するまで歪誘起変態を起こしにくく、大きな変形域に至ってから変態するためであると考えられる。なお、このような差が生じる原因は不明であるが、残留オーステナイトの分布形態が変化するためと推定される。

【0012】(B) この場合、鋼板中C濃度並びに[Si+Al]の合計含有量を変えなくても、Si(%)とAl(%)のバランスを変化させることにより同じ残留オーステナイト体積率のまま鋼板の引張強度を任意に変化させることが可能である。

【0013】(C) 更に、残留オーステナイトを確保するための成分としてAlの積極添加を行いSi量を低減すると熱延鋼板段階で平滑な表面状態が確保され、最終製品での外観劣化を招くことも無くなる。

【0014】(D) また、0.15% C-1.5% Si-1.5% Mnの

組成を標準組成とした鋼にCuを添加すると、次の効果が認められる。

a) 熱延過程のスラブ加熱時に発生する高Siスケールの除去性が向上する(これは、“加熱時に酸化されてスケールとなるスラブ表面”中に含まれているCuが酸化されずにスケールと地鉄の界面に濃化し、スケールの剥離性が良くなるためと考えられる)。

b) 表面処理を行わずに冷延鋼板として使用する場合の耐食性が向上する(これは、上記Cu濃化層が鋼板表面の耐食性向上に寄与するためであると考えられる)。

c) 該組成の鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインでめっきする場合に、めっきの濡れ性及び合金化処理性が向上する(これも上記Cu濃化層の作用であると考えられる)。

【0015】(E) そして、上記Al、Si添加鋼にCuを含有させて特性改善を図った鋼から冷延焼純板を製造する場合、熱延巻取り温度や焼純条件に工夫を凝らすことによって延性に好都合な残留オーステナイト量の確保が一段と容易になり、延性を始めとする加工性や耐食性、表面処理性に優れた高強度鋼板の製造性が非常に安定化すること。

【0016】本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、「薄鋼板を、C: Si, Mn, P, S, Cu, Al及びNの含有量が

C: 0.05~0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.5~4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1~2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超~2.0%, N: 0.01%以下

で、しかも

$\text{Si}(\%) + \text{Al}(\%) \geq 0.5$

を満足し残部がFe及び不可避免の不純物から成る成分組成、或いは、Niを添加してCu含有量の範囲を拡げたところの

C: 0.05~0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.05~4.0%,

P: 0.1%以下, S: 0.1%以下,

Cu: 0.1~2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,

Al: 0.1超~2.0%, N: 0.01%以下, Ni: Cu(%) / 3以上

を含むと共に、

$\text{Si}(\%) + \text{Al}(\%) \geq 0.5$

$\text{Mn}(\%) + \text{Ni}(\%) \geq 0.5$

を満足し残部がFe及び不可避免の不純物から成る成分組成であって、しかも体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有して成る構成とすることにより、高強度と優れた延性、耐食性、表面処理性を兼備せしめた点」を特徴としており、更には、「C, Si, Mn, P, S, Cu, Ni, Al及びNの含有量が

C: 0.05~0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 0.05~4.0%,

P : 0.1%以下, S : 0.1%以下,  
Cu : 0.1 ~ 2.0%の範囲でかつSi(%) / 5以上,  
Al : 0.1超 ~ 2.0%, N : 0.01%以下,  
Ni : Cu(%) / 3以上 (但しCuが0.5%以下の場合は含まなくても良い)

で、しかも

$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.5$

$Mn(\%) + Ni(\%) \geq 0.5$

を満足すると共に残部がFe及び不可避免的不純物から成る成分組成の鋼片を熱間圧延後300~720℃で巻取り、次いで脱スケール処理後に圧下率：30~80%で冷間圧延してから、その後の連続焼鈍又は連続溶融亜鉛めっき工程においてAc<sub>1</sub>変態点以上Ac<sub>3</sub>変態点以下の温度域に加熱し、かつその冷却の途中で550~350℃の温度域に30秒以上保持するか該温度域を100℃/min以下の冷却速度で徐冷することにより、体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んでいて高強度と優れた延性、耐食性、表面処理性を兼ね備えた高張力薄鋼板を安定製造できるようにした点」をも大きな特徴とするものである。

【0017】以下、本発明において、鋼板（鋼片）の成分組成並びに鋼板の製造条件を前記の如くに限定した理由をその作用と共に説明する。

#### 【作用】

##### A) 成分組成

##### C

Cは最も強力なオーステナイト安定化元素であり、室温においてオーステナイトを安定化するためにはオーステナイト中に1%以上のCが含有されることが必要であるが、焼鈍のヒートサイクルを選ぶことにより0.05%以上の含有量で十分なオーステナイト安定化効果を確保することができる。そして、より多量のCを添加することにより一層強度の高い高張力冷延鋼板を製造できるが0.3%を超える含有量になると鋼板が硬くなり過ぎ、通常の製板工程では薄鋼板に加工することができなくなる。従って、C含有量は0.05~0.3%と限定したが、好ましくは0.1~0.2%に調整するのが良い。

##### 【0018】Si

Siはフェライト安定化元素で、2相域焼鈍時のフェライトの体積率を増加させて平衡するオーステナイト相のC濃度を高める作用を有している。また、これと共にSiはフェライトを強化する作用をも有している。しかしながら、2.0%を超えてSiを含有させるとSi添加鋼板特有の高Siスケールによる表面品質の劣化が著しく生じるので、Si含有量は2.0%以下と定めた。なお、Siの含有量は同じフェライト安定化元素であるAlとの関係で制御しなければならず、上記作用に所望の効果を得るためには $[Si(\%) + Al(\%)]$ の値が0.5以上となるように調整する必要がある。

##### 【0019】Mn

Mnはオーステナイト安定化元素であり、この観点からするとMn含有量は同様の作用を有するNi（必要に応じて添加される）の含有量との合計量にて規制され、 $[Mn(\%) + Ni(\%)]$ の値が0.5以上になるように調整する必要がある。即ち、 $[Mn(\%) + Ni(\%)]$ の値が0.5未満ではオーステナイトが安定化されない。ただ、Mn含有量が4.0%を超えると鋼板が硬くなりすぎて延性面で十分な性能が得られない恐れがあるため、Mn含有量の上限は4.0%に抑えた。

##### 【0020】P

Pは不純物として鋼中に不可避免的に含有される元素であって、出来るだけ低い方が好ましい。特に、0.1%を超えて含有されると鋼板の延性劣化が顕著化することから、P含有量は0.1%以下と定めた。

##### 【0021】S

Sも不純物として鋼中に不可避免的に含有される元素であって、やはり低い方が好ましい。特に、0.1%を超えて含有されるとMnSの析出量が目立つようになり鋼板の延性を阻害するのみならず、オーステナイト安定化元素として添加されるMnを前記析出物として消費することから、S含有量は0.1%以下と定めた。

##### 【0022】Al

前述した如く、AlはSiと同様にフェライト安定化元素であって、2相域焼鈍時のフェライトの体積率を増加させることにより平衡するオーステナイト相のC濃度を高める作用を有している。しかし、Siと比べてオーステナイトを安定化する作用が強く、0.1%を超える含有量が確保されると鋼板の局部延性を向上させる効果が得られる。一方、Al含有量が2.0%を超えると鋼板中に介在物が多くなって延性低下を招く。従って、Al含有量は0.1超 ~ 2.0%と定めたが、フェライト安定化元素としての所望効果を確保するためにはSiと共に $[Si(\%) + Al(\%)]$ の値が0.5以上となるように調整する必要がある。なお、図1は本発明鋼板に係わるSi及びAlの含有量範囲を図示したグラフである。

##### 【0023】Cu

Cuは、「熱延工程にてスラブに形成された高Siスケールの除去性向上」、「表面処理を行わずに冷延鋼板として使用する場合の耐食性向上」、「連続溶融亜鉛めっきラインにてめっきを施す場合のめっきの濡れ性及び合金化処理性の向上」を目的として添加されるが、その含有量が0.1%未満或いは $Si(\%) / 5$ を下回るとこれらの効果が十分でなく、一方、2.0%を超えて多量に含有させると、原因は不明であるが、残留オーステナイトの積層欠陥エネルギーが下がり過ぎるために歪誘起変態を起こさなくなり、このため延性が著しく低下する。従って、Cu含有量は0.1~2.0%の範囲であって、かつ $Si(\%) / 5$ 以上の量と定めた。なお、図2は本発明鋼板に係わるSi及びCuの含有量範囲を図示したグラフである。

##### 【0024】Ni

鋼中に0.5%を超える量のCuを含有させると、そのスラブの加熱中に亀裂割れと呼ばれる欠陥が表面に生じる。その原因は、Cuを多く含む低融点の合金相がオーステナイト粒界に生じることにあり、Niには、融点を高めてこの欠陥の発生を抑制する作用がある。Niの上記作用に所望の効果を得るためには、Cu(%) / 3以上のNi含有量を確保する必要があるが、Cuが0.5%以下の場合には前記亀裂割れの恐れが殆どないためNi添加を必ずしも必要としない。ただ、前述したようにNiはオーステナイト安定化元素であり、オーステナイトの安定化のためにはMnとの合計量(Mn+Ni)が0.5%以上となるように留意する必要がある。即ち、 $[Mn(\%) + Ni(\%)]$ の値が0.5未満ではオーステナイトが安定化されないことから、Mn含有量との兼ね合いで前記値が確保されるようにNi含有量の調整がなされる。

#### 【0025】N

Nも不純物として鋼中に不可避免的に含有される元素であり、その含有量は低い方が好ましい(現状の製鋼技術ではC含有量の多い鋼でのN低減が非常に困難であり0.001%程度に経済的限界値があるものの、出来るだけ低い方が良い)。特に、N含有量が0.01%を超えるとAlNとして消費されるAlの量が多くAl添加の効果が小さくなると共に、AlNによる延性の劣化が目立つようになることから、N含有量の上限を0.01%と定めた。

#### 【0026】B) 残留オーステナイトの体積率

最終製品としての本発明鋼板の延性は製品中に含まれる残留オーステナイトの体積率に左右され、該体積率が5%未満ではオーステナイトの歪誘起変態による延性の向上は期待できない。なお、鋼板の延性は残留オーステナイトの増加に伴い向上するため、残留オーステナイトの体積率は好ましくは10%以上とするのが良い。

#### 【0027】C) 製造条件

##### 熱延巻取り温度

本発明組成の鋼の場合は、低温で巻取ると焼きが入って硬くなるためその後の酸洗等によるスケール除去や冷間圧延が困難になる。逆に、高温で巻取るとセメンタイトが粗大化し軟質になって酸洗、冷間圧延が容易になる反面、焼鈍の均熱時にセメンタイトの再固溶に時間がかかりすぎ、十分なオーステナイトが残留しなくなる。そのため、熱延後の巻取りは上記不都合が回避できる300~720℃で実施することと定めた。ただ、熱延鋼板は出来るだけ酸洗、冷間圧延が容易であることが望まれるため、巻取り温度は550~650℃で実施するのが好ましいと言える。

#### 【0028】冷間圧延圧下率

冷間圧延の圧下率が30%未満では、その後の焼鈍工程において完全に再結晶が生じず延性が劣化する。一方、80%を超える圧下率では圧延機に負荷がかかりすぎるため、冷間圧延時の圧下率を30~80%と定めた。

#### 【0029】連続焼鈍条件

冷延鋼板の連続焼鈍では、まず【フェライト+オーステナイト】の2相組織とするためにAc1変態点以上Ac3変態点以下の温度域に加熱が行われる。ただ、加熱温度が低すぎるとセメンタイトが再固溶するのに時間がかかり過ぎ、高すぎるとオーステナイトの体積率が大きくなり過ぎてオーステナイト中のC濃度が低下することから、800~850℃で均熱することが望ましい。そして、均熱後は、徐冷してフェライトを成長させオーステナイト中のC濃度を高めるために、700℃までの冷却速度を10℃/s以下とするのが望ましい。また、過時効処理帯に入るまでの700℃を切る温度域では、オーステナイトのパーライト変態を抑制するために冷却速度は逆に50℃/s以上とするのが望ましい。

【0030】過時効処理帯では、550~350℃の間において30秒以上(好ましくは2分以上)の保持を行うか、又は550~350℃間を100℃/min以下の冷却速度で徐冷し、オーステナイトをベイナイト変態させながらオーステナイトへのCの濃縮を促進する必要がある。ここで、Cの濃縮促進を行う温度が550℃を上回るとベイナイト変態が生じず、一方、350℃を下回ると下部ベイナイトになってオーステナイトへのCの濃縮が十分に起こらなくなる。好ましくは、400~450℃である。なお、過時効処理帯後の冷却速度は特に限定する必要はない。更に、30秒以上に相当する長さの定温保持帯のある連続溶融亜鉛めっきラインでも同様の焼鈍が行えることは言うまでもない。そして、めっき処理時における合金化処理は、最高加熱温度が600℃以下であればベイナイト変態後に加熱されることになるので格別な悪影響はない。

【0031】続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

【実施例】実験用真空炉にて表1に示す各成分組成の鋼を溶製し、これらを熱間鍛造により25mm厚の実験用スラブとした。次に、該スラブを電気炉で1250℃に1時間均熱した後、1150~930℃の温度範囲で実験用熱間圧延機により3パス圧延し、5mm厚の熱延板を得た。そして、巻取りシュミレーションとして、鋼板は熱延後直ちに強制空冷或いは水スプレー冷却にて550℃の温度まで冷却し、続いて該温度に保持した電気炉の中に挿入して1時間保持した後、20℃/hrの冷却速度で炉冷した。

【0032】次いで、得られた熱延板を表面研削により脱スケールして3.2mm厚の冷延母材とし、これを1.4mm厚まで冷間圧延した。得られた冷延板は、連続焼鈍シュミレーションとして、赤外線加熱炉にて10℃/sで820℃まで加熱し、その温度に40秒間保持してから700℃まで3℃/sの冷却速度で徐冷し、その後は50℃/sの冷却速度で400℃まで冷却し、その温度で3分保持した。

【0033】これらの処理において、まず、熱延鋼板段

階で酸洗肌の表面粗度の測定、及び表面並びに端部における割れの有無の確認を行った。次に、焼鈍後の鋼板からJIS 5号引張試験片を採取して引張試験に供すると共に、穴上げ試験、湿箱サイクル腐食試験をも実施した。

【0034】穴上げ試験は、焼鈍板を70mm角に切断後、クリアランス0.1mmで直径10mmの穴を打ち抜いた試験片について、内径36.5mmφのダイスを用いてしわ押

さえ力3トンで押さえた状態で33mmφのポンチを押し込み、亀裂発生限界の穴直径を測定した。

【0035】湿箱サイクル腐食試験は、週2回の塩水噴霧を行いつつ大気中に3ヶ月間暴露し、その際の腐食深さを測定する手法によった。これらの結果を表2に示す。

【0036】

【表1】

表 1

試験番号		Si(%)										Fe+不純物		Mn(%)		Ni(%)		Ac点	
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	N	Ni	Fe+不純物	Si(%)	Al(%)	Mn(%)	Ni(%)	Ac点(℃)	Ac点(℃)		
本発明例	1	0.19	1.04	1.40	0.018	0.003	0.25	0.80	0.0030	—	残	1.84	—	—	—	740	879		
	2	0.19	1.05	1.35	0.015	0.004	0.39	0.65	0.0029	—	残	1.70	—	—	—	741	873		
比較例	3	0.18	1.47	1.10	0.017	0.003	0.51	*0.08	0.0027	0.21	残	1.55	1.31	1.31	754	877			
	4	0.18	1.13	1.15	0.016	0.002	0.50	0.60	0.0032	0.19	残	1.73	1.34	1.34	741	874			
本発明例	5	0.19	0.53	1.26	0.018	0.003	0.57	1.12	0.0042	0.21	残	1.65	1.47	1.47	727	867			
	6	0.19	0.11	1.22	0.016	0.003	0.50	1.48	0.0023	0.22	残	1.59	1.44	1.44	719	860			
比較例	7	0.19	0.11	1.24	0.015	0.002	0.53	*2.51	0.0035	0.20	残	2.62	1.44	1.44	719	899			
	8	0.18	1.10	0.22	0.016	0.002	0.56	0.68	0.0035	0.22	残	1.78	*0.44	*0.44	751	904			
本発明例	9	0.19	1.13	1.85	0.015	0.003	0.52	0.65	0.0067	0.23	残	1.78	2.08	2.08	732	857			
	10	0.18	1.15	2.52	0.018	0.002	0.58	0.70	0.0013	0.21	残	1.85	2.75	2.75	735	843			
比較例	11	0.18	2.08	*4.30	0.016	0.002	0.59	0.32	0.0025	0.20	残	1.40	4.50	4.50	713	771			
	12	0.17	1.06	1.12	0.016	0.003	*0.01	0.52	0.0032	0.01	残	1.58	1.19	1.19	746	875			
本発明例	13	0.18	1.07	1.23	0.015	0.002	1.02	0.42	0.0041	0.41	残	1.49	1.64	1.64	735	856			
	14	0.19	1.08	1.16	0.016	0.002	1.53	0.43	0.0035	0.67	残	1.51	1.83	1.83	737	863			
比較例	15	0.18	1.08	1.13	0.015	0.002	1.52	0.45	0.0032	0.20	残	1.53	1.33	1.33	742	873			
	16	*0.04	1.02	1.19	0.018	0.002	1.03	0.51	0.0028	0.40	残	1.53	1.59	1.59	738	911			
本発明例	17	0.13	1.13	1.23	0.012	0.003	1.08	0.43	0.0024	0.42	残	1.56	1.65	1.65	738	872			
	18	0.22	1.06	1.14	0.013	0.004	1.06	0.55	0.0035	0.42	残	1.61	1.56	1.56	743	855			
比較例	19	*0.45	1.03	1.19	0.018	0.002	1.01	0.53	0.0035	0.37	残	1.58	1.56	1.56	736	817			

(注) \*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0037】

【表2】

表 2

試験番号		オーステナイト体積率 (%)	熱延板の粗度	熱延板の割れ	機 械 的 性 質					湿箱サイクルテストの結果 (浸食深さ: mm)
					降伏強さ (N/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	降伏比 (%)	全伸び (%)	限界穴拡げ率 (%)	
本発明例	1	20	○	無	601	771	78	27	41	0.32
	2	20	○	無	610	775	79	27	40	0.29
比較例	3	19	○	無	564	782	72	27	40	0.28
本発明例	4	19	○	無	569	751	76	27	44	0.26
	5	20	○	無	579	719	81	28	48	0.22
	6	20	◎	無	580	675	86	30	55	0.21
比較例	7	20	◎	無	572	676	85	25	55	0.21
	8	8	○	無	545	836	65	22	30	0.25
本発明例	9	21	○	無	644	808	80	25	36	0.28
	10	21	○	無	642	821	78	25	35	0.25
比較例	11	23	○	無	656	903	73	22	25	0.24
	12	19	×	無	568	719	79	29	48	0.38
本発明例	13	20	○	無	571	748	76	28	44	0.13
	14	21	◎	無	565	769	74	27	41	0.05
比較例	15	19	◎	有	552	745	74	28	45	0.06
	16	6	○	無	317	426	74	48	101	0.13
本発明例	17	15	○	無	490	642	76	32	60	0.12
	18	24	○	無	653	833	78	25	33	0.12
比較例	19	47	○	無	1032	1350	76	12	2	0.13

(注) 「熱延板粗度」は、◎: 10μm未満、○: 10~50μm、×: 50μmを超える、で表示した。

【0038】なお、Alを0.08~2.51%と変化させた試験番号3~7に関する加工性調査結果の一部を図3に、また鋼中のMn含有量を変化させた試験番号8~11に関する加工性調査結果の一部をも図3に併せて、更にCu含有量を変化させた試験番号11~15の湿箱サイクルテストの結果を図4にそれぞれ示す。

【0039】表2及び図3に示される結果からは次のことが分かる。即ち、本発明の規定値を下回る量のAlしか添加されていない試験番号3に係わる鋼板は他の3種類の鋼板に比べて限界穴拡げ率が小さく、Alの添加量が多くなると全伸びが若干改善されると同時に、限界穴拡げ率が向上する。しかし、Alの添加量が本発明の規定値を上回った試験番号7に係わる鋼板では、ほぼ同じ強度レベルの試験番号6に係わる鋼板に比べて全伸びが低くなる。

【0040】また、試験番号8に係わる鋼板は、本発明の規定値を下回る量しかオーステナイト安定化元素(Mn, Ni)が添加されていないので焼きが入って【フェライト+マルテンサイト】組織となっており、そのため限界穴拡げ率が著しく低くなっている。これに対して、試験番号11に係わる鋼板は、本発明の規定値を上回る量でMnが添加されており、残留オーステナイトの量は十分であるが、安定性が著しく高いために応力誘起変態を起こさず、全伸びが小さい。

【0041】一方、表2及び図4に示される結果からは次のことが分かる。つまり、Cu添加量が増加すると、その増加に伴って“湿箱サイクルテストによる腐食深さ”が減少するが、試験番号15に係わる鋼板のようにNi添加量が本発明の規定値を下回ると熱延板で割れが観察されるようになる。

【0042】そして、試験番号16及び19の結果は、鋼中のC含有量が本発明の規定範囲を外れると所望の強度或いは延性が得られないこと示している。

【0043】このように、従来のフェライト安定化元素としてSiを添加した“フェライト+ベイナイト+残留オーステナイト鋼”の欠点であった穴拡げ性はAl添加による局部延性の向上により著しく改善され、同時にCuを添加することにより、延性、熱延鋼板の割れを損なうことなくSi添加鋼特有の熱延鋼板の表面粗度、耐食性を著しく向上させることができる。

【0044】なお、これらの試験とは別に、本実施例で製造された本発明に係わる冷延鋼板について連続溶融亜鉛めっき試験を行ったところ、何れも良好なめっきの濡れ性を示し、かつ合金化処理性も満足できるものであることが確認された。

【0045】

【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によると、延性に優れ、良好な穴拡げ性等の加工性を示すと



時に、優れた耐食性、表面処理性をも有した高張力薄鋼板が安定して得られるなど、産業上極めて有用な効果をもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明鋼板に係わるSi及びAlの含有量範囲を示したグラフである。

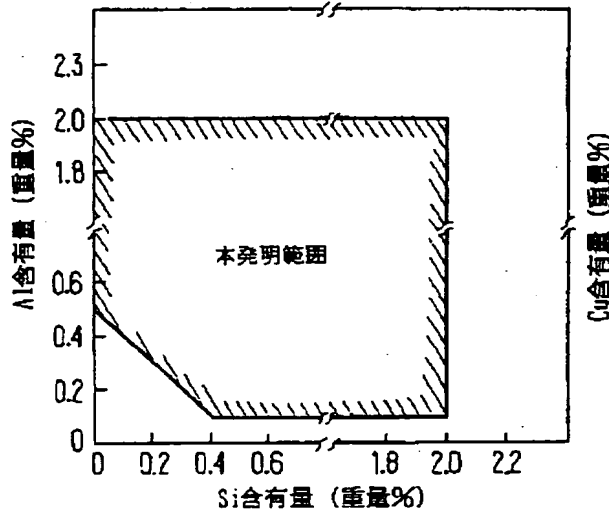
【図2】本発明鋼板に係わるSi及びCuの含有量範囲を示したグラフである。

示したグラフである。

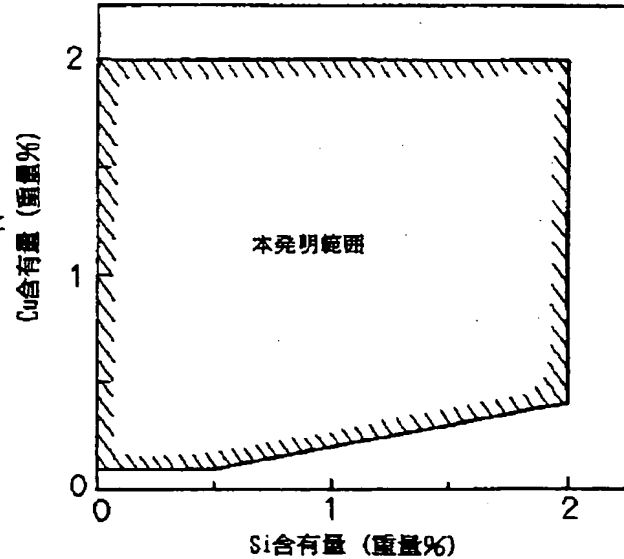
【図3】実施例の結果を基に作成したところの、加工性に及ぼすAl含有量、Mn含有量の影響を表したグラフである。

【図4】実施例の結果を基に作成したところの、湿箱サイクルテストによる腐食深さに及ぼすCu含有量の影響を表したグラフである。

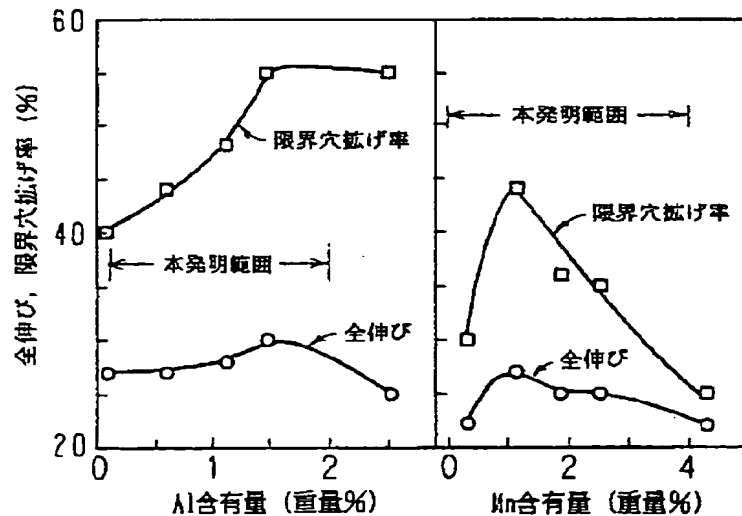
【図1】



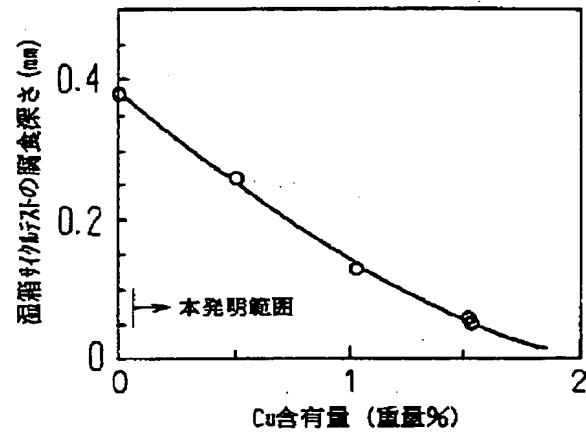
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6  
C 2 2 C 38/16

識別記号

F I  
C 2 2 C 38/16

(56) 参考文献 特開 昭63-241120 (J P, A)  
特開 昭61-157625 (J P, A)  
特開 平2-38523 (J P, A)  
特開 昭62-103354 (J P, A)  
特開 平3-107425 (J P, A)  
特公 昭62-35461 (J P, B 2)

(58) 調査した分野(Int. Cl. 6, DB名)  
C22C 38/00 301  
C21D 8/02  
C21D 9/46  
C22C 38/16